

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ (ИПД) НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 08X15H5D2T ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ В ЗАМКНУТОМ ОБЪЁМЕ (ЗО)

Исанаева Ю.В.

Руководитель – в.н.с, к.т.н. Махнева Татьяна Михайловна
Удмуртский Государственный Университет и Институт Прикладной
Механики УрО РАН, г. Ижевск,
e-mail: makhneva@udm.net

В последние два десятилетия имеются значительные успехи в области интенсивного воздействия на материал различными способами и, в частности, ИПД. Вопросу изучения фазовых превращений, вызванных как изменением состава, так и внешними воздействиями в периодической литературе уделено значительное внимание. Задача влияния ИПД на фазовые превращения при нагреве в представленной работе решается применительно к мартенситностареющей стали 08X15H5D2T.

Исследования проводили на образцах из фольги, полученной холодной прокаткой на 300% из кованных полос промышленной стали. Количество и устойчивость остаточного аустенита ($\gamma_{ост}$) определяли после закалки с 1000°C в запаянных кварцевых ампулах ($2,6 \cdot 10^{-4}$ Па) и старения в вакууме $1,3 \cdot 10^{-3}$ Па при температурах 375°-475°C продолжительностью 15 мин, 30 мин, 1 ч и 100 ч только при 475°C. В работе были использованы: ЯГР-спектроскопия, рентгеновский, магнитный и физико-химический методы.

ИПД формирует в исследуемой стали мелкозернистую структуру α -мартенсита с размером зерна 9÷10 нм. После закалки с температуры 1000°C структура стали двухфазная: α -мартенсит и $\gamma_{ост}$. Количество $\gamma_{ост}$ составляет ~ 30%, и это в 3 раза выше, чем в массивных образцах при аналогичной температуре закалки без ЗО.

При исследовании фазовых превращений при нагреве было установлено, что в закаленной стали 08X15H5D2T во время изотермической выдержки в интервале температур 375° - 475°C наряду с процессами отпуска и старения образуется “обратный” аустенит, количество которого зависит от температуры старения, продолжительности выдержки и изменяется через максимум (рис.1, а- кривые 1 и 2). Положение максимума при выдержке 1 ч соответствует температуре 475°C (образуется до 40 % аустенита), при 3^{-x} ч выдержке максимум смещается к температуре 425°C, достигая 55% (кривая 2). Образующийся аустенит не претерпевает мартенситное ($\gamma \rightarrow \alpha$)–превращение при охлаждении и полностью остается стабильным до комнатной температуры. Образование “обратного” аустенита при 3^{-x} ч выдержке начинается при температурах ниже 400°C и сопровождается резким снижением M_n . С ростом количества “обратного” аустенита при повышении температуры старения изменяется его легированность и до температуры 425°C снижается устойчивость, при этом M_n возрастает до 240К, не достигая исходных величин в закаленном состоянии (рис.1, б). Такой характер изменения M_n

свидетельствует о перераспределении легирующих элементов между фазами. При дальнейшем повышении температуры старения образовавшийся аустенит претерпевает частично при охлаждении ($\gamma \rightarrow \alpha$) – превращение. Оставшийся после охлаждения аустенит (сплошные линии), как видно по изменению M_n , тем устойчивее, чем полнее произошло вторичное ($\gamma \rightarrow \alpha$)–превращение и выше содержание азота, адсорбционная способность которого при этих температурах возрастает в несколько раз (рис.1, в).

Исследование кинетики ($\alpha \rightarrow \gamma$)–превращения при нагреве закаленной стали позволило выявить условия наибольшей полноты распада $\gamma_{ост}$: при температурах старения 400° - 425°С этот процесс заканчивается при 1 ч выдержки, не достигая завершения (рис. 2, а - нисходящая часть кривых 1 и 2), а при температуре старения 475°С $\gamma_{ост}$ почти полностью распадается к 15 мин (начало кривой 3). Образование “обратного” аустенита в области температур старения, как видно по кинетическим кривым (рис. 2, а), подчиняется закономерностям ($\alpha \rightarrow \gamma$)–превращения при медленном нагреве или в изотермических условиях. Проведенный анализ возможных причин, способствующих снижению критических точек A_n и A_k ($\alpha \rightarrow \gamma$)–превращения и, как следствие, образованию “обратного” аустенита при температурах старения показал, что наиболее вероятными считаются: высокая скорость нагрева, мелкое зерно, присутствие нераспавшегося аустенита закалки и химическая неоднородность α -матрицы, как по Cr, так и по Ni.

Как следует из сопоставления кривых 4 и 5, стадия выделения обогащенных хромом зон предшествует изотермическому образованию аустенита при старении. Кроме того, учитывая, что обогащение зон Cr возможно до 40 % и что каждый 1% Cr снижает A_n на 17°, становится понятным образование “обратного” аустенита при температурах старения.

Рис. 1.

Влияние температуры старения на:
а - количество аустенита (γ);
б – мартенситную точку (M_n) и
в - содержание азота (C_N)
в холоднокатаной стали 08X15H5Д2Т.

Точки на оси ординат - значения величин после закалки с 1000 °С (20 мин) в ЗО.
1 – продолжительность старения 1 ч;
2, 3, 4 – 3 ч; 1,2-данные ЯГР.
 M_n , M_k – температуры начала и конца ($\gamma \rightarrow \alpha$) –превращения. Штриховые линии –образующийся аустенит, сплошные – остаточный.

же

Рис. 2.

Влияние продолжительности старения при температурах: 400°С (1), 425°С (2), 475°С (3) на фазовый состав (а), начало образования «обратного» аустенита (4 б) и хромовых зон (5 б) в холоднокатаной стали 08X15H5Д2Т.

Точка на оси ординат– значение величины после закалки в ЗО. Штриховые линии –образующийся аустенит, сплошные – остаточный.

то

На неоднородность по Ni и обогащение γ -фазы указывает уменьшение периода кристаллической решетки с ростом её количества и увеличение устойчивости к переохлаждению. Определение критических точек при скорости нагрева $100^\circ\text{C}/\text{мин}$ на материале фольг, закаленных в ЗО, подтвердило образование γ -фазы при температурах старения изотермически: при выдержке 1 ч γ -фаза образуется уже при 400°C .

Использование ЗО с целью уменьшить окисление поверхности при термообработке фольг позволило сохранить поверхность светлой, однако не исключило взаимодействия остаточных газов (O_2 , N_2) с поверхностью фольг: изменение ее фазового состава, абсорбции азота в γ -фазу при закалке и в легированные Cr зоны при температурах старения выше 400°C . Поскольку образование зон - процесс первичный (рис. 2, б, кривая 5), то взаимодействие азота с хромовыми зонами при старении процесс наиболее вероятный.

Таким образом, интенсивная пластическая деформация путем холодной прокатки на 300% формирует в стали 08X15H5Д2Т структуру с размерами блоков 9-10 нм, увеличивает в 3 раза количество $\gamma_{\text{ост}}$ после закалки в ЗО и период решетки γ - и α - фаз; ускоряет процесс распада α -матрицы по хрому при старении и, задерживая распад $\gamma_{\text{ост}}$ до температуры 475°C , способствует формированию химической неоднородности и снижению критических температур ($\alpha \rightarrow \gamma$)–превращения в интервал температур старения.